

# 521 Ti-6Al-4V 合金の高サイクル疲労挙動に及ぼす温度の影響

## Effect of Temperature on High Cycle Fatigue Behaviour in Ti-6Al-4V Alloy

正 ○戸梶 恵郎 (岐阜大工)

Keiro TOKAJI, Dept. of Mechanical and Systems Engineering, Gifu University, 1-1 Yanagido, Gifu 501-1193

Key words: Fatigue, Titanium alloy, Elevated temperature, Crack initiation, Small crack growth, Fracture mechanism

### 1. 緒 言

Ti-6Al-4V 合金は比強度、強度と延性のバランス、耐食性、溶接性などに優れるから、航空宇宙分野を中心に構造材料として利用されている。また、Al 合金よりも耐用温度が高いので、最高温度 573K のガスタービンエンジンのコンプレッサー・ブレードやディスクなどの高温用途にも用いられている<sup>(1)</sup>。現在直面しているエネルギーや環境問題などを考慮すれば、今後この合金の室温のみならず高温下における一般構造用途の使用拡大が期待され、これまで以上に高温疲労特性の把握が重要になると考えられる。これまで Ti-6Al-4V 合金の疲労に関して多数の研究が行われているが、高温下の疲労に関する研究は少なく<sup>(2)-(4)</sup>、特にき裂発生や微小き裂成長挙動に関する研究は見られない。

そこで本研究では、Ti-6Al-4V 合金の平滑試験片を用いて、623K (350°C) および 723K (450°C) において軸荷重高サイクル疲労試験を行い、き裂発生や微小き裂成長挙動の観察を通じて疲労挙動に及ぼす温度の影響について検討した。

### 2. 試験方法

**2.1 材料、試験片および機械的性質** 供試材は、表 1 に示す化学成分を有する (α+β) 型 Ti-6Al-4V 合金である<sup>(5)-(7)</sup>。板厚 10mm の素材から幅 6mm、厚さ 4mm、平行部長さ 20mm の平板試験片を、その軸方向が圧延方向と一致するように機械加工した。その後 978K・2h 空冷の焼なまし処理を施した。なお、平行部片面には、き裂発生箇所を限定するために深さ 0.5mm の鈍い切欠きを付したが、その応力集中は小さいから事実上試験片は平滑試験片と見なせる。熱処理後、試験部をエメリー紙に続いてバフ研磨し、さらに電解研磨を施して試験に供した。

組織は初析α相とβ相から成る混合組織であり、初析α相の面積率は約 81%である<sup>(5)-(7)</sup>。常温の機械的性質は、耐力  $\sigma_{0.2}$ : 880MPa、引張強さ  $\sigma_B$ : 933MPa、伸び  $\phi$ : 14%、絞り  $\psi$ : 26%である<sup>(5)-(7)</sup>。また、疲労試験片を用いて高温下の  $\sigma_B$  を求めたところ、623K では 604MPa、723K では 402MPa であった。

**2.2 実験方法** 疲労試験には容量 19kN 電気油圧式サーボ疲労試験機を使用し、623K および 723K の大気中において、繰返し速度  $f=10\text{Hz}$ 、応力比  $R=-1$  で実験を行った。試験片の加熱には 5kW 高周波誘導加熱装置を用いた。

き裂発生および微小き裂成長の観察にはレプリカ法を用いた。一旦試験を中断して、常温まで冷却したのちレプリカを採取し、再び試験温度まで昇温、実験を継続する方法を繰り返した。なお予め、そのような中断試験と連続試験との間で疲労寿命に相違がないことを確認している。

実験後、試験片表面および破面を光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて詳細に観察した。

### 3. 実験結果および考察

**3.1 疲労強度** 図 1 に S-N 線図を示す。常温の S-N 曲線として前報の結果を用いた<sup>(8)</sup>。常温の S-N 曲線は明瞭な

折れ曲がりを示し、 $10^7$  回の疲労強度は約 540MPa である。それに対して、高温下の疲労強度は常温より低下し、折れ曲がりは消失する。短寿命領域 (疲労寿命  $N<5\times 10^4$  回) では、疲労強度は温度の上昇に伴って低下するが、長寿命領域 ( $N\geq 5\times 10^5$  回) では、両温度下の疲労強度はほぼ同等であり、 $10^7$  回の疲労強度は約 200MPa である。なお、疲労強度を疲労比 ( $\sigma/\sigma_B$ ) で表すと、高温の疲労強度は常温より低く、また 623K の疲労強度は 723K よりも低くなる。

**3.2 き裂発生** 図 2 に 623K および 723K におけるき裂発生様相の SEM 写真を示す。常温の場合、き裂は常にα相内で発生した<sup>(8)</sup>。それに対して、高温では、低応力でも多数のき裂が発生した。発生箇所は同定できなかったが、酸化物の形成や酸素の拡散が相境界で高められることから<sup>(9)</sup>、α/β相境界で発生したと考えられる<sup>(10)</sup>。

図 3 にき裂長さ  $2c$  と繰返し数  $N$  および繰返し数比  $N/N_f$  の関係を示す。高温では、常温の疲労限度よりかなり低い応力でき裂が発生することから、き裂発生に対する抵抗が低下することがわかる。また、き裂は常温よりも相対的に早く発生し、この傾向は温度の上昇とともに顕著になる。したがって、高温の場合、き裂成長寿命が疲労寿命のほとんどを占めるので、常温の場合よりも微小き裂成長挙動の把握が一層重要になる。

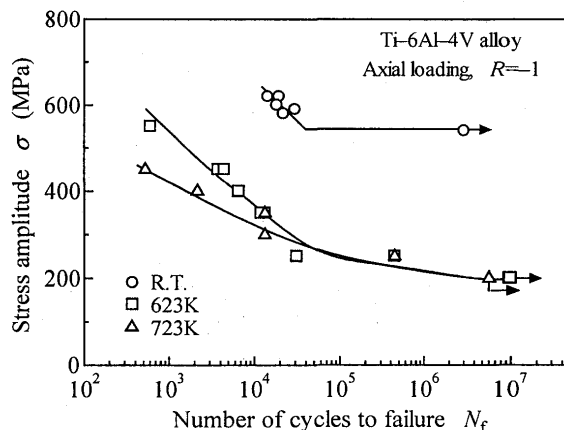


Fig.1. S-N diagram.

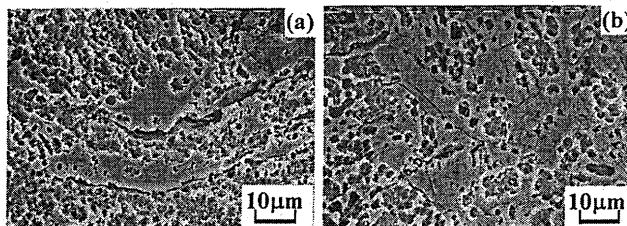


Fig.2. SEM micrographs showing crack initiation at elevated temperatures: (a) 623K ( $\sigma=250\text{MPa}$ ), (b) 723K ( $\sigma=300\text{MPa}$ ). The specimen axis is the vertical direction.

Table 1. Chemical composition of the material (wt.%).

N	O	H	Fe	C	Al	V	Y
0.008	0.16	0.004	0.19	0.006	6.29	4.13	<0.001

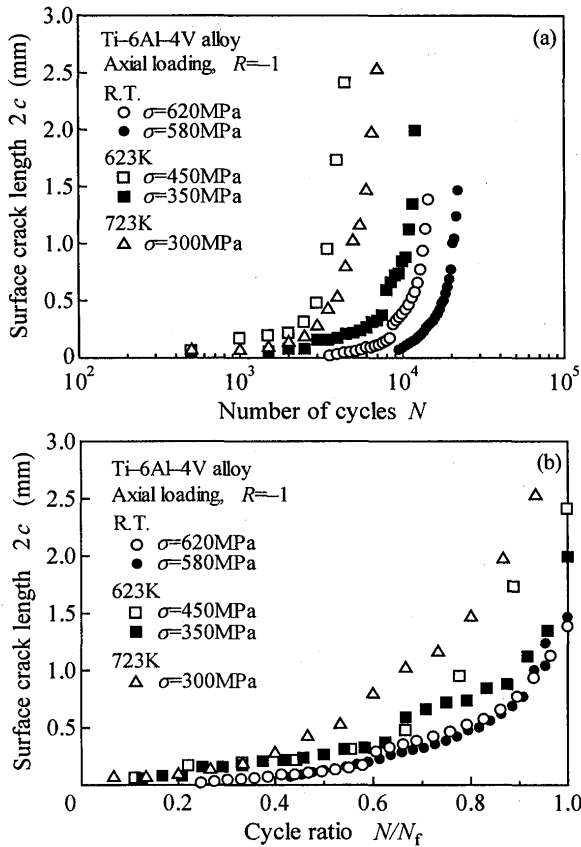


Fig.3. Surface crack length as a function of (a) number of cycles, (b) cycle ratio.

**3.3 微小き裂成長** 図4にき裂成長速度  $da/dN$  と最大応力拡大係数  $K_{max}$  の関係を示す。比較のため、同一材料のCT試験片による大きき裂の  $da/dN-\Delta K$  関係を併記した<sup>(5)</sup>。なお、本供試材について高温における大きき裂の進展挙動は得られていないが、溶体化処理後時効処理を施した材料を473K, 673Kおよび773Kで実験を行った結果では、温度の影響は小さいことが明らかになっている<sup>(6)</sup>。図から明らかにように、常温の場合、微小き裂の  $da/dN$  は低  $K_{max}$  領域では大きき裂より速く、成長に伴って大きき裂の  $da/dN-\Delta K$  関係に漸近、一致する。高温の場合、微小き裂は全  $K_{max}$  領域において常温より速く成長し、温度の上昇に伴って顕著になる。このように、大きき裂は温度の影響をほとんど受けないが、微小き裂は顕著に受ける。すなわち、高温助長微小き裂成長と言うべき挙動を示す。

図5に  $K_{max}/E$  ( $E$ : 弾性係数) で整理したき裂成長挙動を示す。なお、 $E$ は文献から常温では115GPa, 623Kでは97GPa, 723Kでは90GPaを採用した<sup>(11)</sup>。図4で見られた常温と高温の間のき裂成長挙動の相違は  $E$ を考慮すると小さくなるが、なお依然として  $da/dN$  は温度の上昇に伴って速い。この結果から、本質的な微小き裂成長抵抗は温度によって低下すると考えられるが、さらにき裂閉口、き裂分岐や屈曲、マイクロクラックなどの影響を考慮すべきである。

高温では酸化物によるき裂閉口が考えられる。また、二次き裂が観察されたことからき裂分岐も起きている。しかし、屈曲も含めて、これらの因子はき裂先端の駆動力を減ずるから、観察された微小き裂成長挙動と相反する。一方、き裂成長を加速する因子としてき裂の干渉・合体とクリー

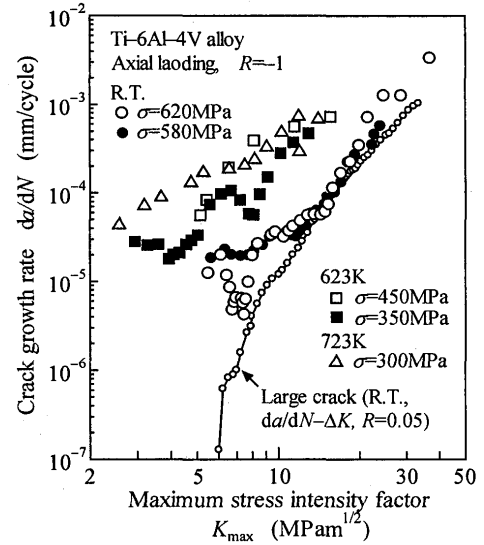


Fig.4. Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor for small cracks.

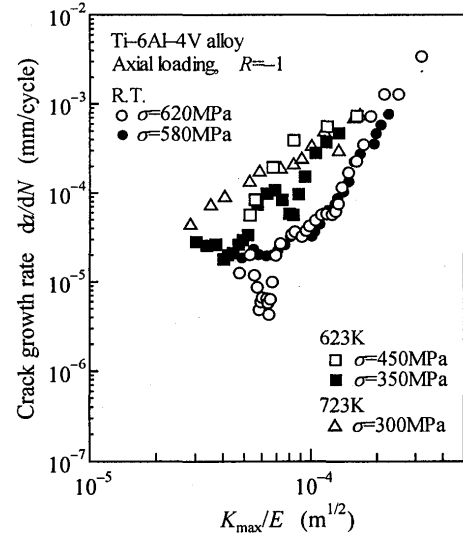


Fig.5. Small crack growth behaviour characterized in terms of maximum stress intensity factor normalized with respect to elastic modulus.

プが挙げられるが、破面解析からクリープの関与は無視できると考えられる。以上のことから、高温における微小き裂成長の加速は、き裂の干渉・合体とぜい性的なき裂成長に起因すると考えられる。SEM観察から破面が高温ほど、また高応力ほどぜい性的であることが確認されており、それはき裂先端領域への酸素の拡散によるものと推測される。

#### 4. 結 言

本研究ではTi-6Al-4V合金の平滑試験片を用いて、623Kおよび723Kで軸荷重高サイクル疲労試験を行い、疲労挙動に及ぼす温度の影響について検討した。その結果、高温下では疲労強度は常温より低下し、短寿命領域ではその程度は高温ほど顕著になること、温度によってき裂発生抵抗や微小き裂成長抵抗が低下することなどを明らかにした。

(参考文献省略)